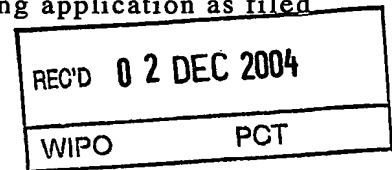


09.11.2004

日 本 国 特 許 庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.



出 願 年 月 日  
Date of Application: 2003年 9月30日

出 願 番 号  
Application Number: 特願2003-341456  
[ST. 10/C]: [JP2003-341456]

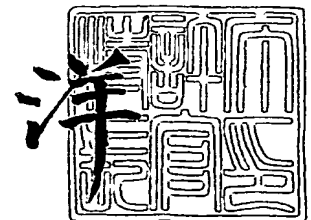
出 願 人  
Applicant(s): 新日本製鐵株式会社

PRIORITY DOCUMENT  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH  
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年10月 4日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

小 川



BEST AVAILABLE COPY

【書類名】 特許願  
【整理番号】 1034525  
【提出日】 平成15年 9月30日  
【あて先】 特許庁長官 今井 康夫 殿  
【国際特許分類】 C22C 38/00  
【発明者】  
    【住所又は居所】 千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部  
                                内  
    【氏名】 吉永 直樹  
【発明者】  
    【住所又は居所】 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内  
    【氏名】 佐久間 康治  
【発明者】  
    【住所又は居所】 千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内  
    【氏名】 樋渡 俊二  
【発明者】  
    【住所又は居所】 東京都千代田区大手町 2 - 6 - 3 新日本製鐵株式会社内  
    【氏名】 伊丹 淳  
【特許出願人】  
    【識別番号】 000006655  
    【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社  
【代理人】  
    【識別番号】 100099759  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 青木 篤  
    【電話番号】 03-5470-1900  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100077517  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 石田 敬  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100087413  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 古賀 哲次  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100113918  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 亀松 宏  
【選任した代理人】  
    【識別番号】 100082898  
    【弁理士】  
    【氏名又は名称】 西山 雅也  
【手数料の表示】  
    【予納台帳番号】 209382  
    【納付金額】 21,000円  
【提出物件の目録】  
    【物件名】 特許請求の範囲 1  
    【物件名】 明細書 1  
    【物件名】 要約書 1  
    【包括委任状番号】 0018106

**【書類名】 特許請求の範囲****【請求項 1】**

質量%で、

C : 0.030%超～0.10%未満、

Si : 0.35～0.80%、

Mn : 1.7～3.2%、

P : 0.001～0.02%、

S : 0.0001～0.006%、

Al : 0.060%以下、

N : 0.0001～0.0070%、

Ti : 0.01～0.055%、

Nb : 0.012～0.055%、

Mo : 0.07～0.55%、

B : 0.0005～0.0040%、

を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼であり、降伏比が0.64以上0.90未満で、鋼板の板厚1/8層における板面と並行な{110}面のX線強度比が1.0未満であり、かつ、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 2】**

さらに、質量%で、Cr : 0.01～1.5%を含有することを特徴とする請求項1に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 3】**

さらに、質量%で、Ni : 0.01～2.0%、Cu : 0.001～2.0%の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 4】**

さらに、質量%で、Co : 0.01～1%、W : 0.01～0.3%の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 5】**

さらに、質量%で、Zr、Hf、Ta、Vの1種または2種以上を合計で0.001～1%含有することを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 6】**

さらに、質量%で、Ca、Mg、La、Y、Ceの1種または2種以上を合計で0.0001～0.5%含有することを特徴とする請求項1～5のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 7】**

さらに、質量%で、La、Y、Ce以外のREMを合計で0.0001～0.5%含有することを特徴とする請求項1～6のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項 8】**


請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる冷延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

**【請求項 9】**

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる冷延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化熔融亜鉛めっき鋼板。

**【請求項 10】**

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却



した後に1160℃以上に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上で熱間圧延を完了し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30～80%の冷延を施し、連続焼鈍ラインを通板するに際して、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、さらに、圧下率0.1%以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

**【請求項11】**

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上で熱間圧延を完了し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30～80%の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、（亜鉛めっき浴温度－40）℃～（亜鉛めっき浴温度＋50）℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率0.1%以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

**【請求項12】**

請求項1～7のいずれかに記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上で熱間圧延を完了し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30～80%の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、（亜鉛めっき浴温度－40）℃～（亜鉛めっき浴温度＋50）℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて480℃以上の温度で合金化处理を施し、圧下率0.1%以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

**【書類名】明細書**

**【発明の名称】**溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板および高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、並びに、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法

**【技術分野】****【0001】**

本発明は、自動車、建材、家電などに適する、高降伏比でかつ延性および溶接性に優れた高強度冷延鋼板と該冷延鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施した高強度溶融亜鉛めっき鋼板、さらに、合金化処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板とその製造方法に関するものである。

**【背景技術】****【0002】**

近年、特に自動車車体において燃費向上や耐久性向上を目的とした加工性の良い高強度鋼板の需要が高まっている。加えて、衝突安全性やキャビンスペースの拡大のニーズから引張強さにして780MPa級クラス以上の鋼板が、車体骨格用部材やレインフォースなどの部材に使用されつつある。

**【0003】**

車体骨格用の鋼板としてまず重要なのは、スポット溶接性である。車体骨格部材は衝突時に衝撃を吸収することによって、搭乗者を保護する役割を担っている。スポット溶接部の強度が十分でないと衝突時に破断し、十分な衝突エネルギー吸収性能を得ることができない。溶接性を考慮した高強度鋼板に関する技術には、例えば、特許文献1や特許文献2がある。

**【0004】**

次に、降伏強度が高いことが重要である。すなわち、降伏比が高い材料は衝突エネルギー吸収能に優れている。高い降伏比を得るためには、組織をベイナイト化することが有用であり、特許文献3には、ベイナイト組織を主相とする鋼板と製造方法が示されている。

**【0005】**

最後に鋼板の加工性、すなわち、延性、曲げ性、伸びフランジ性などが重要である。例えば、穴抜き性については、非特許文献1にあるように、主相をベイナイトとして穴抜き性を向上させ、さらには張り出し成形性についても、第2相に残留オーステナイトを生成させることで現行の残留オーステナイト鋼並の張り出し性を示すことが開示されている。

**【0006】**

さらには、Ms温度以下でオーステンパ処理をすることで体積率2～3%の残留オーステナイトを生成させると、引張り強度×穴抜き率が最大となることも示されている。また、高強度材の高延性化を図るために、複合組織を積極的に活用することが一般的である。

**【0007】**

しかし、第2相にマルテンサイトや残留オーステナイトを活用した場合に、穴抜き性が著しく低下してしまうという問題がある（例えば、非特許文献2、参照）。また、本文献中には、主相をフェライト、第2相をマルテンサイトとし、両者の硬度差を減少させることで穴抜き率が向上することが開示されている。穴抜き性と延性に優れた鋼板の例としては、特許文献4がある。

**【0008】**

しかしながら、780MPa以上の引張強度を有する鋼板について、高い降伏比と良好な延性とを兼備し、さらに、スポット溶接性の良好な鋼板については、十分な検討がなされたとは言い難い。

**【0009】**

特に、スポット溶接性に関しては、高強度鋼板となると、むしろ溶接部強度が低下したり、散り発生領域となる溶接電流で溶接を行うと、溶接部強度が著しく低下したり、ばらついたりするという問題があり、高強度鋼板市場拡大の阻害要因となっていた。

**【0010】**

**【特許文献1】**特開2003-193194号公報

【特許文献2】特開2000-80440号公報

【特許文献3】特開2001-355043号公報

【特許文献4】特開2001-366043号公報

【非特許文献1】CAMP-ISIJ vol. 13 (2000) p 395

【非特許文献2】CAMP-ISIJ vol. 13 (2000) p 391

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0011】

780MPa以上の引張最高強度を有し、降伏比が高く、かつ、自動車車体骨格部品に適合し得る溶接性と延性を兼ね備えた鋼板を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0012】

本発明者らは、種々検討を行った結果、車体骨格用部材に適合する鋼板として溶接性を確保するためには、C量が最も重要で、これが0.1%以上となつてはならないことを見出した。

【0013】

C量の上限が0.1%未満という条件下で、高降伏比と延性とを両立させることは非常に困難であったが、これを達成しうる基本的な手段を見出した。それは、Si、Mn、Ti、Nb、Mo、Bの6種類の元素を所定の範囲で同時に添加することである。

【0014】

降伏比については、高い方が衝突吸収エネルギーの観点で有利であることは上述のとおりであるが、あまり高すぎるとプレス成形時の形状凍結性が劣悪となるので、0.9を超えないことが重要である。

【0015】

この観点でも、上記の元素の同時添加が非常に重要であり、これによって降伏比を適度に高めることが可能となることを発見した。また、これら6種類の元素を同時に所定の量添加することで、良好な溶接性を得ることができることも併せて見出した。

【0016】

本発明は、上記知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは、以下の通りである。

【0017】

(1) 質量%で、

C : 0.030%超～0.10%未満、

Si : 0.35～0.80%、

Mn : 1.7～3.2%、

P : 0.001～0.02%、

S : 0.0001～0.006%、

Al : 0.060%以下、

N : 0.0001～0.0070%、

Ti : 0.01～0.055%、

Nb : 0.012～0.055%、

Mo : 0.07～0.55%、

B : 0.0005～0.0040%、

を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼であり、降伏比が0.64以上0.90未満で、鋼板の板厚1/8層における板面と並行な{110}面のX線強度比が1.0未満であり、かつ、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

【0018】

(2) さらに、質量%で、Cr : 0.01～1.5%を含有することを特徴とする上記

(1)に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

## 【0019】

(3) さらに、質量%で、Ni: 0.01~2.0%、Cu: 0.001~2.0%の1種または2種を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

## 【0020】

(4) さらに、質量%で、Co: 0.01~1%、W: 0.01~0.3%の1種または2種を含有することを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

## 【0021】

(5) さらに、質量%で、Zr、Hf、Ta、Vの1種または2種以上を合計で0.001~1%含有することを特徴とする上記(1)~(4)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

## 【0022】

(6) さらに、質量%で、Ca、Mg、La、Y、Ceの1種または2種以上を合計で0.0001~0.5%含有することを特徴とする上記(1)~(5)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

## 【0023】

(7) さらに、質量%で、La、Y、Ce以外のREMを合計で0.0001~0.5%含有することを特徴とする上記(1)~(6)のいずれかに記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

## 【0024】

(8) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる冷延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

## 【0025】

(9) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる冷延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理し、更に合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

## 【0026】

(10) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる casting slab を、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上で熱間圧延を完了し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30~80%の冷延を施し、連続焼鈍ラインを通板するに際して、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、さらに、圧下率0.1%以上のスキンパスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

## 【0027】

(11) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる casting slab を、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上で熱間圧延を完了し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30~80%の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、(亜鉛めっき浴温度-40)℃~(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率0.1%以上のスキンパスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【0028】

(12) 上記(1)~(7)のいずれかに記載の化学成分からなる casting slab を、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上で熱間圧延を完了し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30~80%の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、(亜鉛めっき浴温度-40)℃~(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて480℃以上の温度で合金化処理を施し、圧下率0.1%以上のスキ

ンパスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0029】

本発明により、引張最高強度 (TS) が 780 MPa 以上である溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、更には、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0030】

以下、本発明を詳細に説明する。

【0031】

先ず、本発明における鑄造スラブの化学成分の限定理由について述べる。なお、%は質量%を意味する。

【0032】

C: 0.03% 超 ~ 0.10% 未満

C は高強度化に有効な元素であるので 0.03% 超の添加が必要である。一方、0.1% 以上となると溶接性が劣化し、自動車車体骨格用部品などに適用した場合に接合部強度や疲労強度の観点で問題を生ずる場合がある。

【0033】

また、0.10% 以上となると、穴抜け性が劣化するので、0.10% を上限とする。0.035 ~ 0.09% がより好ましい範囲である。

【0034】

Si: 0.35 ~ 0.80%

Si は、本発明において重要である。すなわち、本発明においては 0.35% 以上の Si を添加する。これは、良好な延性を確保するのに必須だからである。このような Si の効果は、後述する Mn、Ti、Nb、Mo、B との複合添加によってより顕著な効果を発現する。

【0035】

一般に、低降伏比鋼、例えば、フェライトとマルテンサイトからなるデュアルフェース鋼は良好な延性を有するのに対して、降伏比の高い鋼板の延性はさほど高くない。本発明の鋼板は降伏比が高いことが前提であるため、延性確保のために Si の添加が必須となる。

【0036】

また、比較的粗大な炭化物の生成を抑制することで穴抜け性を向上させる。過剰添加はめっき性を劣悪にするほか、溶接性や延性にも悪影響を及ぼすので、0.80% を上限とする。0.65% がより好ましい上限である。

【0037】

Mn: 1.7 ~ 3.2%

Mn は、フェライト変態を抑制して、主相をベイナイトまたはベイニティックフェライトとすることで均一組織をもたらす働きがあるほか、強度低下と穴抜け性劣化の 1 つの原因である炭化物析出や、パーライト生成を抑制する。また、降伏比を高めるのにも有効である。したがって、1.7% 以上を添加する。

【0038】

1.7% 未満では、Si、Mo、Ti、Nb、B との複合添加によって低 C でありながら高い降伏比と良好な延性とを両立させることができない。

【0039】

しかし、過剰な添加は、溶接性を劣化させる他、多量のマルテンサイト生成を促進したり、偏析などによって延性や穴抜け性の著しい低下を招くために 3.2% を上限とする。

1.8 ~ 2.6% がより好ましい範囲である。

【0040】



P: 0.001~0.02%

Pは、強化元素であるが、過剰な添加は穴広げ性や曲げ性、さらには、溶接部の接合強度や疲労強度を劣化させるので、上限を0.02%とする。一方、極低P化は経済的にも不利であることから、0.001%を下限とする。0.003~0.014%の範囲がより好ましい。

【0041】

S: 0.0001~0.006%

極低S化は経済的に不利であることから、0.0001%を下限とし、また、0.006%を上限とした。0.006%を超える量の添加では、鋼板の穴広げ性や曲げ性、さらには、溶接部の接合強度や疲労強度に悪影響を及ぼすためである。より好ましくは、0.003%を上限とする。

【0042】

Al: 0.060%以下

Alは脱酸元素として有効であるが、過剰に添加すると粗大なAl系の介在物、例えば、アルミナのクラスターを形成し曲げ性や穴広げ性を劣化させる。このため、0.06%を上限とした。

【0043】

下限は特に限定しないが、脱酸をAlによって行い、さらに残存するAl量を0.003%以下とするのは困難であるので、0.003%が実質的な下限である。脱酸をAl以外の元素で行ったり、Al以外の元素を併用したりする場合には、この限りではない。

【0044】

N: 0.0001~0.0070%

Nは、高強度化やBH性（焼付き硬化性）を付与したりするのには役立つが、添加しすぎると粗大な化合物を形成し曲げ性や穴広げ性を劣化させるので、0.0070%を上限とする。

【0045】

一方、0.0001%未満とすることは技術的に極めて困難なので、0.0001%を下限とする。0.0010~0.0040%がより好ましい範囲である。

【0046】

Ti: 0.01~0.055%

Nb: 0.012~0.055%

Mo: 0.07~0.55%

B: 0.0005~0.0040%

これらの元素は本発明において極めて重要である。すなわち、これら4種類の元素をSi、Mnと同時に添加することによって、高降伏比が得られ、かつ、車体骨格部品に成形加工するのに必要な延性を初めて確保できることが明らかとなった。

【0047】

さらに、SiやMnの添加は、溶接性を劣化させることが知られているが、これら4種類の元素を所定の量、同時に添加することで、良好な溶接性を確保できることを見出した。

【0048】

このような複合添加によって、上記のような効果が発現することについては、本発明者らが、溶接性と延性、さらには、高降伏比とを兼備した鋼を創出するとの課題のもとに種々の鋼について鋭意検討した結果、初めて見出されたものである。

【0049】

各元素の量は、このような観点から決定されたものであり、この範囲から外れては十分な効果を得ることができない。より好ましい範囲は、以下のとおりである。Ti: 0.018~0.044%、Nb: 0.017~0.036%、Mo: 0.08~0.34%、B: 0.0011~0.0033%。

【0050】

本発明で得られる鋼板の降伏比は0.64以上0.90未満である。0.64未満では十分な衝突安全性を確保できない場合がある。一方、0.90以上ではプレス成形時の形状凍結性が劣悪となるので上限を0.90未満とする。

【0051】

より好ましくは、0.68～0.88、さらに好ましくは0.74～0.86である。なお、降伏比は、圧延方向と垂直方向を引張方向とするJIS5号引張試験片により評価する。

【0052】

本発明の鋼板の板厚1/8層における板面と平行な{110}面のX線強度比は1.0未満である。これが1.0以上では成形性が劣化する場合がある。また、本発明が属する冷延鋼板では、これを1.3以上とするには特殊な圧延や焼鈍を施す必要があり、コスト高となる。好ましくは、0.8未満である。

【0053】

なお、X線による面強度比の測定は、例えば、新版カリティX線回折要論（1986年発行、松村源太郎訳、株式会社アグネ）290～292頁に記載の方法に従って行えばよい。

【0054】

面強度比とは、本発明の鋼板の{110}面X線強度を標準サンプル（ランダム方位サンプル）の{110}面X線強度によって規格化した値を言う。板厚1/8層とは全板厚を1としたとき、板厚表面側から中心側に向かって1/8厚入った面をさす。試料調整に際して正確に1/8層を削りだすことは困難なので、板厚の3/32層～5/32層の範囲を1/8層と定義する。

【0055】

試料作製の際は、機械研磨によって粗仕上げを行い、#800～1200程度の研磨紙で仕上げ、最終的に化学研磨で20ミクロン厚以上除去する。

【0056】

本発明で得られる鋼板のスポット溶接性には、散り発生領域となる溶接電流であっても、散り発生直前の溶接電流で溶接した際の十字型引張試験による引張荷重（CTS）に比較して、CTSの劣化代が小さいという特徴がある。

【0057】

すなわち、通常の鋼板では、散り発生を伴う溶接を行うと、CTSが大きく低下したりCTSのばらつきが大きくなるのに対して、本発明の鋼板では、CTSの低下率やばらつきが小さい。

【0058】

散り発生領域での溶接電流値としては、散り発生直前の電流値（CEとする）に1.5kAを加えた電流値とする。溶接電流をCEとする溶接を5回行ったときのCTSの平均値を1としたとき、溶接電流を（CE+1.5）kAとする試験を5回行ったときのCTSの最低値が0.7以上となる。

【0059】

好ましくは0.8以上、さらに好ましくは0.9以上である。なお、CTSはJIS Z 3137の方法に準拠して評価する。

【0060】

次に、上記（2）～（7）の要件について述べる。

【0061】

Cr: 0.01～1.5%

Crは、高強度化に有効であるほか、炭化物生成の抑制とベイナイトおよびベイニティックフェライト生成を通じて曲げ性や穴拡げ性を向上する。また、高強度化に対する効果の割には溶接性の劣化が小さい元素でもあるので必要に応じて添加する。

【0062】

0.01%未満の添加では顕著な効果が得られないので、0.01%を下限とし、一方

、1.5%を超える量の添加では、加工性やめっき性に悪影響を及ぼすため、1.5%を上限とした。好ましくは、0.2~0.8%である。

【0063】

Ni: 0.01~2.0%

Cu: 0.001~2.0%

本発明が対象とする鋼は、強度-穴抜け性バランスに悪影響を与えずにめっき性を向上させることを目的として、Cu、Niを添加することができる。Niは、めっき性向上以外には焼き入れ性向上の目的もあり、0.01%以上とし、2.0%を超える量の添加では、合金コストの増加、加工性、特にマルテンサイト生成に伴うの硬度上昇に寄与して悪影響を及ぼすため、2.0%を上限とする。

【0064】

Cuは、めっき性向上以外には強度向上の目的もあり、0.001%以上の添加とし、2.0%を超える量の添加では、加工性やリサイクル性に悪影響を及ぼす。

【0065】

本発明の鋼板の場合Siが含有されているので、Niを0.2%以上、Cuを0.1%以上とすることが、めっき性と合金化反応性の観点から望ましい。

【0066】

Co: 0.01~1%

W: 0.01~0.3%

さらには、Co、Wの1種または2種を含有できる。

【0067】

Coは、ベイナイト変態制御による強度-穴抜け性（および曲げ性）の良好なバランスのため、0.01%以上の添加とした。しかし、高価な元素であるため多量添加は経済性を損なうため、1%以下にすることが望ましい。

【0068】

Wは、0.01%以上で強化効果が現れること、0.3%を上限としたのは、これを超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすためである。

【0069】

さらに、本発明が対象とする鋼は、強度と穴抜け性とのバランスのさらなる向上を目的として、強炭化物形成元素であるZr、Hf、Ta、Vの1種または2種以上を合計で0.001%以上含有してもよい。一方で、延性や熱間加工性の劣化を招くことから、1種または2種以上の合計添加量の上限として1%とした。

【0070】

Ca、Mg、La、Y、Ceは、適量添加により介在物制御、特に、微細分散化に寄与することから、これらの1種または2種以上の添加量を、合計で0.0001%以上とし、一方で、過剰添加は铸造性や熱間加工性などの製造性および鋼板製品の延性を低下させるので、0.5%を上限とした。

【0071】

La、Y、Ce以外のREMも適量添加により介在物制御、特に、微細分散化に寄与することから、必要に応じて0.0001%以上添加し、一方で、過剰添加は、コストアップを伴うほか、铸造性や熱間加工性などの製造性および鋼板製品の延性を低下させるので、0.5%を上限とする。

【0072】

不可避的不純物として、例えば、SnやSbなどがあるが、これら元素を合計で0.2%以下の範囲で含有しても本発明の効果を損なうものではない。

【0073】

Oは特に限定しないが、適量を含有すると、曲げ性や穴抜け性を改善する効果がある。一方、多すぎると、逆に、これらの特性を劣化させるので0.0005~0.004%の範囲とするのが好ましい。

【0074】

鋼板のミクロ組織は特に限定するものではないが、高い降伏比と良好な延性を得るには、主相としてベイナイトまたはベイニティックフェライトが適しており、面積率が30%以上とする。

【0075】

ここで言うベイナイトは、ラス境界に炭化物が生成している上部ベイナイトおよびラス内に微細炭化物が生成している下部ベイナイトの双方を含む。また、ベイニティックフェライトは炭化物のないベイナイトを意味し、例えば、アシキュラーフェライトがその1例である。

【0076】

穴抜け性や曲げ性の向上には、炭化物が微細分散している下部ベイナイトもしくは炭化物の無いベイニティックフェライトやフェライトが主相で、面積率が85%を超えることが望ましい。

【0077】

一般にフェライトは軟質であり、鋼板の降伏比を低下させるが、未再結晶フェライトのように転位密度の高いフェライトはこの限りではない。

【0078】

なお、上記ミクロ組織の各相、フェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、界面酸化相および残部組織の同定、存在位置の観察および面積率の測定は、ナイタル試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延直角方向断面を腐食して、500倍～1000倍の光学顕微鏡観察および1000～100000倍の電子顕微鏡（走査型および透過型）により定量化が可能である。

【0079】

各20視野以上の観察を行い、ポイントカウント法や画像解析により各組織の面積率を求めることができる。

【0080】

次に、上記(10)、(11)、および、(12)の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について以下に述べる。

【0081】

成分調整は、通常の高炉-転炉法のほか電気炉等で行ってもよい。

【0082】

鑄造法も特に限定するものではない、通常連続鑄造法やインゴット法、薄スラブ鑄造によって製造すればよい。

【0083】

鑄造スラブを一旦冷却し再加熱してから熱間圧延を施してもよいし、冷却せずに直接熱間圧延を行ってもよい。一旦1160℃未満となった場合には、1160℃以上に加熱する。この温度が1160℃未満では偏析などの影響で製品の曲げ性や穴抜け性が劣化するので、1160℃を下限とする。好ましくは1200℃以上、より好ましくは1230℃以上である。

【0084】

熱延の最終仕上げ温度は $A_{r3}$ 変態温度以上とする。この温度が $A_{r3}$ 変態温度未満となると、熱延板中に圧延方向に展伸したフェライト粒が生成し、製品の延性や曲げ性が劣化する。

【0085】

熱延後は750℃以下で巻き取る。この温度が750℃超となると熱延組織中にフェライトやパーライトが多量に生成するので、最終製品の組織が不均一となり曲げ性や穴抜け性が低下する。650℃以下で巻き取ることが好ましく、600℃以下であれば、より好ましい。

【0086】

下限は特に定めないが、室温以下とするのは困難であるので、室温を下限とすることが好ましい。なお、粗圧延バー同士を接合して連続的に仕上げ熱延を行ってもよい。この際に、粗圧延バーを一旦巻き取っても構わない。

**【0087】**

このようにして製造した熱延鋼板を酸洗後、必要に応じてスキンプスを行ってもよい。形状矯正、耐常温時効性の改善、強度調整等のため4.0%まで行ってもよい。4.0%を超えると延性が著しく劣化するので、4.0%を上限とする。0.1%未満では、効果が小さく、制御も困難なので、0.1%が下限である。

**【0088】**

スキンプスはインラインで行ってもよいし、オフラインで行ってもよい。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行ってもよいし、数回に分けて行っても構わない。

**【0089】**

酸洗した熱延鋼板を圧下率30～80%で冷間圧延して、連続焼鈍ラインまたは連続溶融亜鉛めっきラインに通板する。圧下率が30%未満では、形状を平坦に保つことが困難である。また、最終製品の延性が劣悪となるので、30%を下限とする。

**【0090】**

一方、80%以上とすると冷延荷重が非常に大きくなるので、生産性を阻害する。40～70%が好ましい冷延圧下率である。

**【0091】**

連続焼鈍ラインを通板する場合の最高加熱温度は、750～950℃である。750℃未満では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じないか、または僅かしか生じないので、最終組織を変態組織とすることができず、したがって、降伏比が高くならなかったり、伸びが劣悪になったりする。よって、750℃が下限である。

**【0092】**

一方、950℃超とすると、板の形状が劣悪となるなどのトラブルを誘発するので、950℃を上限とする。この温度域での熱処理時間は特に限定しないが、鋼板の温度均一化のために1秒以上が必要である。

**【0093】**

しかし、10分超では、粒界酸化相生成が促進されるうえ、コストの上昇を招く。その後、必要に応じて100～550℃の範囲で60秒以上保持する熱処理を施してもよい。これによって伸びや曲げ性が向上する場合がある。100℃未満では効果が小さく、一方、550℃以上とするのは困難である。

**【0094】**

好ましくは200～450℃の範囲である。熱処理後のスキンプス圧延の圧下率は、上記と同じ理由により0.1%以上とする。熱処理の後、各種めっきを施しても構わない。

**【0095】**

冷延後に連続溶融亜鉛めっきラインを通板する場合の最高到達温度も連続焼鈍ライン通板する場合と同様の理由により750～950℃とする。いわゆる無酸化炉(NOF)ー還元炉(RF)からなる溶融亜鉛めっきラインの場合には、無酸化炉での空気比を0.9～1.2とすることにより、鉄の酸化を促し、続く還元処理によって表面の鉄酸化物を金属鉄として、めっき性や合金化反応性を向上することができる。

**【0096】**

また、NOFのないタイプの溶融亜鉛めっきラインでは、露点を-20℃以上とすることが、めっき性や合金化反応性に有利に働く。

**【0097】**

最高加熱温度到達後のめっき浴浸漬前の冷却終点温度は、(亜鉛めっき浴温度-40)℃～(亜鉛めっき浴温度+50)℃とする。この温度が(亜鉛めっき浴温度-40)℃を下回ると、降伏比が0.64を下回る場合があるばかりでなく、めっき浴浸入時の拔熱が大きいことなどの操業上の問題もある。また、冷却停止温度がめっき浴+50℃を超えると、めっき浴温度上昇に伴う操業上の問題を誘発する。亜鉛めっき浴は、必要に応じて亜

鉛以外の元素を含有しても構わない。

【0098】

また、合金化処理を行う場合には、480℃以上で行う。合金化処理温度が480℃未満であると合金化の進行が遅く、生産性が悪い。上限は特に限定しないが、600℃を超えるとパーライト変態を生ずる場合があり、降伏比が低下したり、曲げ性や穴抜け性が劣化するので、600℃が実質的な上限である。溶融亜鉛めっき鋼板にスキンパスを施してもよい。

【0099】

本発明の鋼は、溶接性にも優れている。溶接方法については、上述の通りスポット溶接に対して特に優れた特性を示す他、通常行われる溶接方法、例えば、アーク、TIG、MIG、マッシュおよびレーザー等の溶接方法にも適合する。

【0100】

本発明の鋼はホットプレスにも適合する。すなわち、本鋼板を900℃以上の温度に加熱後、プレス成形して焼き入れることによって降伏比の高い成形品を得ることができ、その後の溶接性にも優れている。また、本発明の鋼は耐水素脆性にも優れている。

【0101】

以下、実施例によって本発明をさらに詳細に説明する。

【実施例1】

【0102】

表1に示すような化学組成を転炉にて調整しスラブとした。スラブを1250℃に加熱し、 $A_{r3}$ 変態温度以上である880℃～910℃で熱延を完了し、550℃で巻き取った厚さ3.0mmの鋼帯を酸洗後、冷延によって板厚を1.4mmとした。

【0103】

引き続き、熱処理を表2に示す条件で行った。最高到達温度にて90秒間保持して（最高到達温度-130）℃まで5℃/秒で冷却した。その後、続く付加的な熱処理温度までは30℃/秒で冷却し、付加的熱処理を約250秒間行なった。スキンパス圧下率は表2に示したとおりである。

【0104】

これらの鋼板からJIS5号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。スポット溶接は次の条件で行った。電極（ドーム型）：先端径6mmφ、加圧力：4.3kN、溶接電流：散り発生直前の電流（CE）および（CE+1.5）kA、溶接時間：15サイクル、保持時間：10サイクル。

【0105】

溶接後、JIS Z 3137に準拠して十字型引張試験を行なった。溶接電流をCEとする溶接を10回行なったときのCTSの最低値を1としたとき、溶接電流を散り発生領域である（CE+1.5）kAとする溶接を10回行なったときのCTSの最低値が0.7未満を×、0.7以上0.8未満を○、0.8以上を◎とした。

【0106】

本発明の鋼板は溶接性に優れ高降伏比でありながら比較的延性にも優れていることが分かる。

【0107】

【表1】

表1	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	B	その他	備考
A-1	0.033	0.59	2.10	0.005	0.0022	0.031	0.0026	0.022	0.019	0.29	0.0030		本発明
A-2	0.034	0.57	2.09	0.004	0.0028	0.030	0.0025	0.003	0.020	0.30	0.0028		比較例
B-1	0.035	0.54	2.10	0.004	0.0028	0.026	0.0024	0.017	0.030	0.20	0.0020		本発明
B-2	0.035	0.55	2.12	0.005	0.0025	0.029	0.0030	0.019	0.020	0.30	-		比較例
C-1	0.052	0.54	2.13	0.006	0.0031	0.028	0.0020	0.019	0.022	0.14	0.0019		本発明
C-2	0.050	0.54	2.08	0.005	0.0020	0.024	0.0025	0.020	-	0.15	0.0020		比較例
D-1	0.044	0.55	2.14	0.004	0.0026	0.025	0.0031	0.022	0.021	0.15	0.0022		本発明
D-2	0.042	0.56	2.16	0.005	0.0025	0.027	0.0022	0.015	0.019	-	0.0033		比較例
E-1	0.050	0.55	2.00	0.003	0.0024	0.030	0.0025	0.025	0.018	0.16	0.0030		本発明
E-2	0.050	0.55	2.01	0.004	0.0024	0.027	0.0023	0.023	0.021	-	-		比較例
E-3	0.049	0.28	1.98	0.004	0.0026	0.030	0.0028	0.024	0.019	0.15	0.0027		比較例
F-1	0.047	0.60	1.84	0.005	0.0019	0.034	0.0026	0.021	0.026	0.25	0.0024	Cr=0.46	本発明
F-2	0.046	0.62	1.66	0.006	0.0030	0.024	0.0028	0.024	0.024	0.30	0.0030	Cr=0.67	比較例
G-1	0.062	0.84	2.09	0.011	0.0016	0.029	0.0028	0.020	0.042	0.14	-		比較例
G-2	0.111	0.01	1.74	0.008	0.0026	0.030	0.0025	0.011	0.042	-	-		比較例
H-1	0.070	0.55	2.41	0.008	0.0023	0.022	0.0024	0.020	0.052	0.09	0.0011		本発明
H-2	0.075	1.33	2.25	0.008	0.0024	0.020	0.0029	0.020	0.020	0.08	0.0009		比較例
I-1	0.060	0.60	2.10	0.007	0.0020	0.034	0.0026	0.020	0.020	0.30	0.0030		本発明
I-2	0.061	0.58	2.08	0.006	0.0024	0.030	0.0034	-	-	0.35	0.0033		比較例
J-1	0.050	0.59	2.49	0.007	0.0021	0.030	0.0030	0.020	0.050	0.15	0.0031		本発明
J-2	0.123	0.52	2.51	0.007	0.0022	0.021	0.0027	-	-	-	-		比較例
K-1	0.085	0.60	2.52	0.004	0.0032	0.029	0.0023	0.019	0.021	0.15	0.0025		本発明
K-2	0.090	0.01	2.60	0.004	0.0029	0.028	0.0026	0.041	0.016	0.15	0.0023		比較例
L-1	0.081	0.61	2.49	0.011	0.0027	0.029	0.0027	0.020	0.022	0.14	0.0025	Cr=0.40	本発明
L-2	0.082	0.60	2.50	0.008	0.0031	0.027	0.0028	0.022	0.020	0.15	-	Cr=0.40	比較例
M-1	0.074	0.55	2.65	0.003	0.0020	0.024	0.0021	0.023	0.040	0.30	0.0032	Sn=0.03	本発明
M-2	0.076	0.55	2.66	0.005	0.0019	0.025	0.0028	0.020	0.068	0.29	0.0026		比較例
N-1	0.089	0.60	2.44	0.004	0.0021	0.027	0.0026	0.018	0.022	0.15	0.0019		本発明
N-2	0.091	0.60	2.45	0.004	0.0018	0.030	0.0022	0.122	0.021	0.16	0.0022	Cu=0.11	比較例
O-1	0.079	0.58	2.51	0.004	0.0026	0.033	0.0028	0.015	0.016	0.15	0.0016	V=0.07	本発明
O-2	0.150	0.51	2.62	0.006	0.0022	0.026	0.0033	-	-	-	-	V=0.040	比較例
P-1	0.097	0.55	3.05	0.006	0.0023	0.009	0.0029	0.034	0.019	0.40	0.0028	Ca=0.0022	本発明
P-2	0.153	0.72	2.98	0.007	0.0026	0.011	0.0025	0.016	-	0.09	-		比較例

【0108】

【表2】

表2	最高到達温度, °C	付加的熱処理温度, °C	スキン/ス圧下率, %	TS, MPa	YS, MPa	EL, %	YR	(110) *	スポット溶接性	備考
A-1	840	400	1.0	844	697	17	0.83	0.4	◎	本発明
A-2	840	400	1.0	825	522	17	0.63	0.4	○	比較例
B-1	840	380	1.0	820	665	17	0.81	0.5	◎	本発明
B-2	840	380	1.0	835	544	17	0.65	0.8	×	比較例
C-1	850	250	1.0	879	702	15	0.80	0.3	◎	本発明
C-2	850	250	1.0	894	566	16	0.63	0.6	○	比較例
D-1	820	400	1.0	825	683	17	0.83	0.4	◎	本発明
D-2	820	400	1.0	817	502	18	0.61	0.4	○	比較例
E-1	850	350	1.0	864	689	15	0.80	0.5	◎	本発明
E-2	850	350	1.0	850	499	17	0.59	1.1	×	比較例
E-3	850	350	1.0	878	694	11	0.79	0.5	◎	本発明
F-1	780	300	1.0	845	708	17	0.84	0.5	◎	比較例
F-2	780	300	1.0	847	535	13	0.63	0.6	○	比較例
G-1	800	400	1.0	932	479	15	0.51	0.6	○	比較例
G-2	800	400	1.0	953	528	14	0.55	1.2	×	比較例
H-1	880	240	0.7	1066	810	11	0.76	0.7	◎	本発明
H-2	880	240	0.7	1085	522	13	0.48	0.8	×	比較例
I-1	840	400	0.7	1089	947	12	0.87	0.3	◎	本発明
I-2	840	400	0.7	1051	604	11	0.57	0.5	○	比較例
J-1	840	250	0.7	1058	846	12	0.80	0.2	◎	本発明
J-2	840	250	0.7	1144	882	5	0.77	0.4	×	比較例
K-1	800	400	0.3	1237	954	11	0.77	0.4	◎	本発明
K-2	800	400	0.3	1242	942	4	0.76	0.6	◎	比較例
L-1	860	400	0.3	1244	954	10	0.77	0.5	◎	本発明
L-2	860	400	0.3	1276	910	4	0.71	0.8	○	比較例
M-1	850	350	0.3	1240	900	10	0.73	0.4	◎	本発明
M-2	850	350	0.3	1255	963	5	0.77	0.5	×	比較例
N-1	840	200	0.3	1264	1005	11	0.80	0.4	◎	本発明
N-2	840	200	0.3	1331	1210	3	0.91	0.4	○	比較例
O-1	880	250	0.3	1258	972	11	0.77	0.3	◎	本発明
O-2	880	250	0.3	1270	931	9	0.73	1.2	×	比較例
P-1	870	160	0.2	1619	1356	6	0.84	0.2	◎	本発明
P-2	870	160	0.2	1538	1206	5	0.78	0.9	×	比較例

\* [(110)とは板厚1/8層における[(110)のX線面強度比

## 【実施例2】

## 【0109】

実施例1と同じ要領で冷延まで行い、連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて熱処理と溶融亜鉛めっきを施した。このとき最高到達温度を種々変化させた。



## 【0110】

加熱速度 20℃/秒で（最高到達温度-120）℃まで昇温し、次に、昇温速度 2℃/秒で最高到達温度まで昇温した後、0.2℃/秒の冷却速度で（最高到達温度-20）℃まで冷却し、その後、冷却速度を 2℃/秒として 620℃まで冷却し、その後、冷却速度を 4℃/秒として 500℃まで冷却し、引き続き、冷却速度を 2℃/秒として 470℃まで冷却した。

## 【0111】

引き続き、めっき槽（浴組成：0.11% Al-Zn、浴温：470℃）に浸漬し、その後 3℃/秒の昇温速度で 520℃～550℃まで加熱し、30秒保持して合金化処理を施した後、冷却した。めっきの目付け量は両面とも約 60 g/m<sup>2</sup>とした。スキンパスの圧下率は、表 3 に示したとおりである。

## 【0112】

これらの鋼板から JIS 5 号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。各鋼板の引張特性、めっき性、合金化反応性、スポット溶接性を表 3 に示す。スポット溶接性の評価は実施例 1 と同様に行い、めっき性、合金化反応性はそれぞれ以下のようにして評価した。

## 【0113】

（めっき性）

○：不めっきなし

△：不めっき若干あり

×：不めっき多い

（合金化反応性）

○：表面外観に合金化ムラなし

△：表面外観に合金化ムラ若干あり

×：表面外観に合金化ムラ多い

本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れていることがわかる。

## 【0114】

【表3】

表3	最高到達温度℃	合金化処理温度℃	スキナ/ス圧下率%	TS, MPa	YS, MPa	El, %	YR	[110]*	スポット溶接性	めっき性	合金化反応性	備考
A-1	840	520	1.0	823	640	17	0.78	0.3	◎	○	○	本発明
A-2	840	520	1.0	819	518	18	0.63	0.4	◎	○	○	比較例
B-1	870	520	1.0	813	621	18	0.76	0.4	◎	○	○	本発明
B-2	870	520	1.0	816	516	18	0.63	0.6	×	○	△	比較例
C-1	870	520	1.0	848	653	16	0.77	0.5	◎	○	○	本発明
C-2	870	520	1.0	841	521	16	0.62	0.7	◎	○	○	比較例
D-1	820	520	1.0	815	645	18	0.79	0.5	◎	○	○	本発明
D-2	820	520	1.0	796	483	19	0.81	0.6	×	○	○	比較例
E-1	850	520	1.0	834	638	16	0.76	0.5	◎	○	○	本発明
E-2	850	520	1.0	815	479	18	0.59	1.2	×	○	△	比較例
E-3	850	520	1.0	831	635	13	0.76	0.6	◎	○	○	本発明
F-1	790	520	1.0	827	622	18	0.75	0.3	◎	○	○	比較例
F-2	790	520	1.0	820	545	14	0.66	0.5	○	○	△	比較例
G-1	860	520	1.0	868	516	15	0.59	0.4	×	○	△	比較例
G-2	860	520	1.0	852	509	16	0.60	1.1	×	○	○	本発明
H-1	850	540	0.7	1032	870	12	0.65	0.5	◎	○	×	比較例
H-2	850	540	0.7	1017	524	14	0.52	0.6	×	○	○	本発明
I-1	840	540	0.7	999	806	13	0.81	0.3	◎	○	○	比較例
I-2	840	540	0.7	889	539	13	0.61	0.6	○	○	○	本発明
J-1	840	540	0.7	1028	820	12	0.80	0.2	×	○	○	比較例
J-2	840	540	0.7	1056	602	14	0.57	0.4	◎	○	△	本発明
K-1	800	550	0.3	1215	919	11	0.76	0.3	◎	○	○	比較例
K-2	800	550	0.3	1193	901	7	0.76	0.6	◎	○	○	本発明
L-1	860	550	0.3	1250	963	10	0.77	0.7	◎	○	△	比較例
L-2	860	550	0.3	1185	701	10	0.59	1.0	○	○	○	本発明
M-1	810	550	0.3	1218	886	11	0.73	0.2	◎	○	○	比較例
M-2	810	550	0.3	1227	954	7	0.78	0.4	×	○	○	本発明
N-1	820	550	0.3	1204	933	13	0.77	0.3	◎	○	○	比較例
N-2	820	550	0.3	1316	1185	4	0.90	0.4	◎	○	○	本発明
O-1	880	550	0.3	1092	816	14	0.75	0.7	◎	○	△	比較例
O-2	880	550	0.3	1170	696	13	0.59	1.2	×	○	○	本発明
P-1	870	550	0.2	1526	1204	7	0.79	0.3	◎	○	○	比較例
P-2	870	550	0.2	1471	901	7	0.61	0.9	×	○	△	本発明

\* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

## 【実施例3】

## 【0115】

表1における試料E-1、E-2、I-1、I-2、L-1、L-2を実施例2と同様にしてめっき槽への浸漬まで行った後、室温まで空冷した。めっきの目付け量は、両面と

も約  $45 \text{ g/m}^2$  とした。スキンプスの圧下率は、表 4 に示したとおりである。本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れていることがわかる。

【0116】

【表 4】

表 4	最高到達温度 $^{\circ}\text{C}$	スキンプス圧下率%	TS, MPa	YS, MPa	El. %	YR	[110] *	スポット溶接性	めっき性	備考
E-1	850	1.0	846	632	16	0.75	0.4	◎	○	本発明
E-2	850	1.0	822	449	18	0.55	1.1	×	○	比較例
I-1	840	0.7	1008	816	13	0.81	0.4	◎	○	本発明
I-2	840	0.7	916	565	13	0.62	0.6	○	○	比較例
L-1	860	0.3	1248	944	10	0.76	0.6	◎	○	本発明
L-2	860	0.3	1190	677	10	0.57	0.9	×	○	比較例

\* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

【産業上の利用可能性】

【0117】

本発明により、引張最高強度（TS）が780MPa以上である溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、更には、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

【0118】

したがって、本発明は、鋼板の用途を拡大し、鉄鋼産業および鉄鋼材利用産業の発展に寄与する。

## 【書類名】要約書

## 【要約】

【課題】 溶接性と延性の良好な高降伏比高強度冷延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、および、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.030%超~0.10%未満、Si:0.35~0.80%、Mn:1.7~3.2%、P:0.001~0.02%、S:0.0001~0.006%、Al:0.060%以下、N:0.0001~0.0070%、Ti:0.01%~0.055%、Nb:0.012~0.055%、Mo:0.07~0.55%、B:0.0005~0.0040%を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であり、降伏比が0.64以上0.90未満で、鋼板の板厚1/8層における板面と並行な{110}面のX線強度比が1.0未満であり、かつ、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板である。

【選択図】 なし



特願 2003-341456

出願人履歴情報

識別番号

[000006655]

1. 変更年月日  
[変更理由]

住所  
氏名

1990年 8月10日  
新規登録  
東京都千代田区大手町2丁目6番3号  
新日本製鐵株式会社

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

☒ **BLACK BORDERS**

☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**

☐ **FADED TEXT OR DRAWING**

☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**

☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**

☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**

☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**

☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**

☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**

☐ **OTHER:** \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**